

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

C 2 2 C 19/05

C 2 2 C 19/05

C

C 2 2 F 1/10

C 2 2 F 1/10

H

請求項の数11 (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願平1-257188

(22) 出願日 平成11年10月3日 (1989.10.3)

(65) 公開番号 特開平2-153037

(43) 公開日 平成2年6月12日 (1990.6.12)

審査請求日 平成8年9月27日 (1996.9.27)

審判番号 平11-19583

審判請求日 平成11年12月15日 (1999.12.15)

(31) 優先権主張番号 2 5 3, 1 0 9

(32) 優先日 昭和63年10月3日 (1988.10.3)

(33) 優先権主張国 米国 (US)

(73) 特許権者 999999999

ゼネラル・エレクトリック・カンパニイ
アメリカ合衆国、ニューヨーク州、スケ
ネクタディ、リバーロード、1番

(72) 発明者 アール・ワレン・ロス

アメリカ合衆国、オハイオ州、シンシナ
ティ、ベツラ・アベニュー、730番

(74) 代理人 999999999

弁理士 松本 研一

合議体

審判長 刑部 俊

審判官 山岸 勝喜

審判官 小野 秀幸

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ニッケル基超合金、ニッケル基超合金から成る物品、ニッケル基合金製鑄造物品の熱処理方法、
柱状粒子ニッケル基超合金鑄造物品の製造方法及び柱状粒子ニッケル基合金製ガスタービン・

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】 0.12重量%の炭素と、1.5重量%のハフニウムと、12重量%のコバルトと、6.35重量%のタンタルと、6.8重量%のクロムと、1.5重量%のモリブデンと、4.9重量%のタングステンと、6.15重量%のアルミニウムと、2.8重量%のレニウムと、0.015重量%のホウ素と、実質的に存在していないジルコニウムと、実質的に存在していないチタンと、実質的に存在していないバナジウムと、残部のニッケル及び付随的な不純物とから本質的に成っているニッケル基超合金。

【請求項2】 請求項1の合金から成る物品であって、物品の外表面に内部間隙を有しており、前記間隙は、実質的に亀裂のない0.035インチ未満の壁断面厚を有していると共に少なくとも1つの冷却通路を画定している一体型鑄造壁を含んでいる物品。

【請求項3】 前記内部間隙は、厚さ0.035インチ未満の物品壁により前記外面から隔離されている請求項2に記載の鑄造物品。

【請求項4】 放射状中心線を有していると共に、前縁と後縁とを有するエアフォイルを含んでいるタービン・ブレード部材の形態を成す請求項2に記載の鑄造物品であって、

粒界及び1次樹枝状品の配向がほぼまっすぐ且つ平行であり、

前記エアフォイルの前縁及び後縁と交差しているいかなる出現結晶粒子も前記縁と15°までの角度を成しており、他のすべての粒界及び1次樹枝状品は、前記放射状中心線と15°以下の角度を成している鑄造物品。

【請求項5】 請求項1の合金から成る物品であって、該物品は、ガスタービン・エンジンのエアフォイルである

物品。

【請求項6】0.1~0.15重量%のCと、0.3~2重量%のHfと、11~14重量%のCoと、5~9重量%のTaと、0.05重量%未満のZrと、それぞれが1重量%を超えることなく実質的に存在していないV及びTiと、5~10重量%のCrと、0.5~3重量%のMoと、4~7重量%のWと、5~7重量%のAlと、1.5~4重量%のReと、0.005~0.03重量%のBと、1.5重量%までのCbと、0.5重量%までのYと、残部のNi及び付随的な不純物とから本質的に成っている合金で製造されたニッケル基合金製鋳造物品の熱処理方法であって、

(a) 初期融解が4%以下となるように少なくとも90%の γ - γ' 共晶及び粗大2次 γ' を溶体化するのに十分な時間の間、非酸化性雰囲気内で溶体化温度に加熱して、前記雰囲気内で2025~2075°Fの範囲の温度まで冷却する工程と、

(b) 非酸化性雰囲気内で1~10時間の間、2025~2075°Fの範囲の第1の時効温度に加熱して、前記雰囲気内で1950~2000°Fの範囲の温度まで冷却する工程と、

(c) 前記第1の時効温度よりも低い1950~2000°Fの範囲の第2の時効温度に4~12時間の間加熱する工程とを備えたニッケル基合金製鋳造物品の熱処理方法。

【請求項7】(d) 1625~1675°Fの温度範囲に2~10時間の間加熱する第3の時効工程を含んでいる請求項6に記載の方法。

【請求項8】前記溶体化温度は、2275~2360°Fの範囲であり、前記加熱する時間は、少なくとも30分である請求項6に記載の方法。

【請求項9】(d) 1625~1675°Fの温度範囲に2~10時間の間加熱する第3の時効工程を含んでいる請求項8に記載の方法。

【請求項10】高温酸化抵抗性の優れた柱状粒子ニッケル基超合金鋳造物品の製造方法であって、前記物品は、0.035インチ未満の壁厚を有する一体型鋳造壁を含んでいる内部間隙を有しており、

(a) 柱状多粒子指向性凝固鋳造による鋳造と一体形成された鋳造壁と共に、0.1~0.15重量%のCと、0.3~2重量%のHfと、11~14重量%のCoと、5~9重量%のTaと、0.05重量%未満のZrと、それぞれが1重量%を超えることなく実質的に存在していないV及びTiと、5~10重量%のCrと、0.5~3重量%のMoと、4~7重量%のWと、5~7重量%のAlと、1.5~4重量%のReと、0.005~0.03重量%のBと、1.5重量%までのCbと、0.5重量%までのYと、残部のNi及び付随的な不純物とから本質的に成っている合金から前記物品を精密鋳造する工程と、

(b) 該鋳造物品を請求項6に記載の方法に従って熱処理する工程とを備えた柱状粒子ニッケル基超合金鋳造物品の製造方法。

【請求項11】高温酸化抵抗性の優れた柱状粒子ニッケル

基超合金製ガスタービン・エンジンのタービン・ブレード鋳造部材の製造方法であって、前記部材は、0.035インチ未満の壁厚を有する一体型鋳造壁を含んでいる少なくとも1つの内部間隙を有しており、

(a) 0.1~0.14重量%のCと、1.2~1.7重量%のHfと、11.7~12.3重量%のCoと、6.2~6.5重量%のTaと、0.1重量%までのVと、0.03重量%までのZrと、6.6~7重量%のCrと、1.3~1.7重量%のMoと、4.7~5.1重量%のWと、0.02重量%未満のTiと、6~6.3重量%のAlと、2.6~3重量%のReと、0.01~0.02重量%のBと、0.1重量%までのCbと、0.2重量%までのYと、残部のNi及び付随的な不純物とから本質的に成っている超合金を提供する工程と、

(b) 該超合金を精密鋳造して、0.035インチ未満の壁厚の一体型鋳造壁を含んでいる少なくとも1つの内部間隙を有している物品を提供する工程と、

(c) 鋳造された該物品を請求項8に記載の方法に従って熱処理する工程とを備えた柱状粒子ニッケル基超合金製ガスタービン・エンジンのタービン・ブレード鋳造部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

本発明は、指向性凝固された柱状粒子のニッケル基合金からなる鋳造物品に係り、さらに特定のいいうと、酸化抵抗性によって表わされるような高温表面安定性の優れた物品、特に薄型の中空物品、ならびにそのような物品の製造用の合金および熱処理に係る。

発明の背景

高温作動物品、たとえばガスタービンエンジン用のタービンブレードに関する公表された周知の鋳造技術のかなりの部分は、最終物品のマイクロ組織における粒界の一部または全部を除くことによっていくつかの特性を改善することに向けられている。そのような構造は、通常、凝固する結晶または粒子を伸長させるように融解金属を方向付けて凝固（指向性凝固）させる周知の精密鋳造法によって製造されている。凝固の間、たとえば他の粒子の成長を止めたりまたは種結晶を使用したりして、物品中で粒子をひとつだけ成長させると、粒界をほとんどもたない単結晶の物品が得られる。しかし、鋳造金型の領域で多数の粒子が凝固し、鋳造金型内で融解金属から熱が奪われて概して単一方向に成長すると、凝固した鋳造品中には多数の伸長した、すなわち柱状の粒子が存在する。本明細書中ではそのような構造を鋳造物品に関して「DS多粒子」と呼ぶことがある。伸長の方向は長手方向と呼ばれ、この長手方向とはほぼ垂直な方向は横方向と呼ぶ。

そのような物品中の粒界はほとんどすべてが長手方向の粒界であるので、鋳造物品中で良好な横方向の機械的特性および良好な合金表面の安定性と共に応力破壊寿命や延性などのような長手方向の機械的特性が極めて良好であることが重要である。物品中でこの特性のバランス

が保たれれば、その物品合金は、複雑な形状に鑄造し指向性凝固することが可能であるはずであり、通常複雑な内部間隙と亀裂のない比較的薄い壁をもつ。いわゆる「薄壁」中空鑄造において、改善された特性をもつように設計された合金を用いて周知の「ロストワックス」タイプの精密鑄造法を使用する鑄造業者たちは、困難な品質の問題に直面している。すなわち、合金の特性は良好で望ましい範囲内に入っているが、薄壁の鑄造品、たとえば厚みが約0.035インチ未満の壁をもつ鑄造用は、多重柱状粒子指向性凝固の間に亀裂を生ずるのが普通である。

発明の概要

簡単にいうと、本発明は一面において、ひとつの形態では熱処理と長手方向および横方向の応力破壊特性の間の改良された組合せとバランスによって高められた合金仕様の結果得られ、指向性凝固された物品に対する傑出した高温表面安定性を特徴とする改良された柱状粒子のニッケル基合金製鑄造物品を提供する。この場合には、この物品は、少なくとも1個の内部間隙を有しており、大きな亀裂がほとんどなく約0.035インチ未満の厚みを有する一体型鑄造壁を含んでいる。

本発明に伴う合金では、C、Hf、CoおよびTaの必須の添加と、元素V、ZrおよびTiの意識的な制限とを特別に組合せて採用した結果、Cr、Mo、W、Al、ReおよびBも含み、しかも任意の量でCbおよびYを含んでいてもよいNi合金において、傑出した高温酸化抵抗性、良好な鑄造性、ならびに粒界および疲労亀裂発生に対する抵抗性が得られる。

ひとつの形態では、本発明の合金は、本質的に0.1-0.15C、0.3-2Hf、11-14Co、5-9Ta、0.05未満のZr、ほぼ0のVおよびTi（最大でも各々約1まで）の組合せを含み（数字は重量%）、それによりこの合金からは、良好な鑄造性ならびに粒界および疲労亀裂発生に対する抵抗性、さらには傑出した酸化抵抗性により、DS多粒子物品を作成することが可能である。本発明の合金の残余は、5-10Cr、0.5-3Mo、4-7W、5-7Al、1.5-4Re、0.005-0.03B、1.5までのCb、0.5までのYならびに

残部がNiおよび付随する（不可避）不純物である。

別の一面では、前記のような合金を扱う本発明は、物品の製造方法において使用する熱処理である。そのような熱処理は、溶体化工程、予備的な第一時効工程、および第二時効工程を含む少なくとも3つの段階的な加熱工程の組合せからなり、これによって物品の応力破壊特性が改善される。

好ましい具体例の説明

本発明に係るニッケル基合金は、特に、比較的高いC含量と、比較的大量のHfおよびCoとTaの添加との組合せをその特徴としている。このことと、元素V、ZrおよびTiの意識的な制御・制限とによって、全体としての合金に、DS構造体用として傑出した酸化抵抗性および良好なDS鑄造性ならびに粒界および疲労亀裂発生に対する抵抗性をもたせることができ、ほとんどの亀裂のない伸長した粒子をもつ0.035インチ未満の薄い壁をDS鑄造することができるまでになったのである。このニッケル基合金中でそのユニークな機械的特性と表面安定性に寄与する他の元素は、Cr、Mo、W、Al、Re、Bおよび任意成分として限られた量のCbおよびYである。得られる物品は通常とは異なるユニークな組合せの機械的特性と表面安定性をもっており、ガスタービンエンジンのタービンの部分の苛酷な環境中で使われるタイプのブレード部材（すなわち、羽根や翼）などのような中空の空気冷却される高温作動部品の製造に得に有用である。高い応力がかかり、しかし高温酸化と熱腐蝕にさらされることになる回転するタービンブレードでは、安全で効率的なエンジンの作動にとって内部冷却の繰返しに関連する亀裂のない状態が必須である。

高温指向性凝固された柱状粒子のニッケル基超合金の鑄造性と亀裂抵抗性の測定・尺度は、1979年10月2日に発行されたウクシク（Wukusick）らの米国特許第4,169,742号の第2欄第41行目から始まり第3欄に続く記載により報告されている鑄造性試験と評価等級である。この特許の開示内容は援用により本明細書中に含まれるものとする。この等級を下記表Iに掲げる。

表 I : 鑄造性等級

- | | |
|---|---|
| A | — 亀裂なし |
| B | — 先端部またはスターターゾーンに長さ
1 / 2 " 未満の小さい亀裂 |
| C | — 長さ 1 / 2 " より大きい大きな亀裂がひ
とつ |
| D | — 2 つか 3 つの亀裂 |
| E | — 3 つより多くて 8 つより少ない亀裂 |
| F | — たくさんの亀裂あり、大部分が粒界 |

ガスタービンエンジンのタービン部品に使用するよう
に設計され、関には使用されているニッケル基超合金の
いくつかを本発明に係るひとつの形態の特定の合金と共
に下記表IIに示す。ルネ (Rene') N5と表示した合金は
単結晶の合金物品の製造に使用するために考案されたも
のであり、1985年10月15日に出願され現在係属中のウク
シック (Wukusick) らの米国特許出願第790, 439号に記
載されている。ルネ (Rene') N150と表示した合金はDS
柱状粒子物品として使用するために考案されたものであ

り、上で援用したウクシック (Wukusick) らの米国特許
第4, 169, 742号に記載されている。上記の同時係属中の
米国特許出願は本発明の譲受人に譲渡されており、その
開示内容も援用により本明細書中に含まれるものとし
る。表IIにはそのような合金の鑄造性等級も示してあ
る。

表II中でルネ (Rene') N5と表示した合金の鑄造性を
改良するためにその合金中のHf、CoおよびBの量を変え
て評価した。そのような評価の結果を表IIIに示す。

表 II

公称合金組成 (重量%, 残部はNiおよび不可避不純物)

合金	C	Hf	Co	Ta	V	Zr	Cr	Mo	W	Ti	Al	Re	B	Cb	Y	O ₂	鑄造性等級
Rene' N4+	.05	.15	7.5	4.8			9.8	1.5	6	3.5	4.2		.004	0.5			N.A. (a)
Rene' N5	.05	.15	7.5	6.5			7	1.5	5		6.2	3	.004		.01		N.A. (a)
Rene' 150	.05	1.5	12	6	2.2		5	1	5		5.5	3	.015				A
Rene' 80H	.17	.75	9.5			.01	14	4	4	4.8	3		.015				A
No Coat	.05	.15	7.5	5			9.5	1.5	6	1.5	5.6		.004		.01		C-P
MA 754(b)							21								0.6	0.4	N.A. (b)
本発明	.12	1.5	12	6.35			6.8	1.5	4.9		6.15	2.8	.015				A

(a) N.A.-通用不可-単結晶

(b) 鍛錬したもの

表 III
ルネ(Rene') N5変形のDS casting試験 (表IIのルネ(Rene') N5合金組成を基にする)

試験	基本組成に添加した元素 (公称重量%)						鑄造性 等 級
	H f		C o		B		
	添 加	合計	添 加	合計	添加	合計	
87-1	1. 5	1. 6	0	7. 5	0	. 004	D-F
87-2	1. 5	1. 6	3	10. 5	0	. 004	A
87-3	1. 5	1. 6	0	7. 5	0. 01	. 014	D-E
87-4	0. 5	0. 6	3	10. 5	0	. 004	A
87-5	1. 0	1. 1	3	10. 5	0	. 004	A
42-1	0. 9	1. 0	3	10. 5	0	. 004	A
42-2	0. 4	0. 5	3	10. 5	0	. 004	B
42-3	0. 6	0. 75	3	10. 5	0	. 004	A
42-4	0. 4	0. 5	4. 5	12. 0	0	. 004	A
42-5	0. 6	0. 75	1. 5	9. 0	0	. 004	A
42-6	0. 2	0. 3	4. 5	12. 0	0	. 004	A
85-1	0. 4	0. 5	0	7. 5	0	. 004	D
85-2	0. 3	0. 45	1. 5	9. 0	0	. 004	C
85-3	0. 2	0. 3	3	10. 5	0	. 004	D
85-4	0. 3	0. 4	3	10. 5	0	. 004	D
85-5	0. 4	0. 5	3	10. 5	0	. 004	A
85-6	0. 6	0. 75	3	10. 5	0	. 004	B
85-7	0	0. 15	4. 5	12. 0	0	. 004	D
85-8	0. 2	0. 3	4. 5	12. 0	0	. 004	A
85-9	0. 3	0. 4	4. 5	12. 0	0	. 004	A

まず第一に、表IIIのデータは、約0.3~1.6重量%の範囲のHfと組合せて7.5重量%より多くて (たとえば約10重量%) 約12重量%までの量のCoを含ませることの効果と臨界性を示している。しかし、そのように改良された铸造性をもっている、約0.05重量%のC含有では、ルネ(Rene') N5合金の合金組成を変更すると、上記の表IIのルネ(Rene') N5合金の基本化学により多くのCoを添加するため硬化性元素を希釈される結果長手方向の応力破壊強さが低下した。ルネ(Rene') N5合金組成に公称3%のCoを追加し (Coが合計で10.5%となる)、Hfを公称1%とすると、長手方向の応力破壊寿命はルネ(Rene') N5合金の約65%であり、Hf0.5%でCoを公称4.5%追加すると (全体でCoが12%となる)、長手方向の応力破壊寿命はルネ(Rene') N5合金の30%であった。これは、本発明で使用した元素間のひとつの臨界的なバランスを示している。すなわち、合金組成には、Cが約0.1~0.15重量%の範囲で含まれ、それと共に11~14重量%のCoおよび0.3~2重量%のHfが含まれている。

铸造性と、粒界および疲労亀裂との間のバランスに関して、Coがあまりに少ないと铸造性と粒界強化が失われ、一方Coが約14重量%を越えるといくつかの合金強化性元素の効果が薄められる可能性があることが認識されている。元素Hfは約0.3重量%を下回るほど低過ぎるとDS castingおよび使用の際の粒界亀裂発生に対する傾向を増大させ、2重量%を上回る程高くなり過ぎるとHfは铸造反応性および熱処理中の初期融解に関する問題を発生する可能性がある。TaとAlがあまりに多くなり過ぎると、強くなり過ぎるために铸造性に影響が出、粒界亀裂が発生

する可能性がある。また、位相幾何学的に最密充填 (TCP) 相を形成することができる。したがって、本発明の実施の際には、Ta含有を約6~7重量%の範囲に維持するのが好ましく、Alの含量は5.5~6.5重量%とするのが好ましい。業界で公知のように、Taの代わりに少量のCbを使用できる。

表IIのいくつかの合金の評価の際に、バナジウムは表面安定性、すなわち熱腐蝕および酸化抵抗性を損う可能性があり、Zrは亀裂の発生性を増大させる可能性があり、Tiは酸化抵抗性を著しく低下させる可能性があることが認識された。したがって、これらの元素はVは約1重量%未満、Zrを0.05重量%未満、Tiを1.5重量%未満、好ましくはVを0.1未満、Zrを0.03未満、Tiを0.02未満に制御して限定した。イットリウムは酸化抵抗性を改善する上で有効であるが粒界を弱くする可能性があり、したがって本発明の合金では約0.1%未満の量に限定する。Crは主として酸化および熱腐蝕抵抗性を寄与するので含ませ、Mo、WおよびReは主としてマトリックス強化のために添加し、Bは粒界強度を強めるために含まれる。

ルネ(Rene') 150などのような合金の铸造性は非常に良好で薄壁の铸造品に対して許容できる範囲内であったが、これらの表面安定性は苛酷な環境下でのある種の高温用途には受け入れられないものであった。ルネ(Rene') 150合金と本発明の合金の高温での表面安定性を比較したところ、ルネ(Rene') 150は2075°Fでマッハ(Mach) 1の空気に100時間さらすと試片の一面に付き金属が50~65ミル損失するのに対して、表IIに示した形

態の本発明の合金はそれより高い2150° Fという温度でより長い150時間の間さらしても試片の一面当たり1.5ミルしか、すなわち本発明に従う一面に付き約5ミル未満しか損失しないことが示された。追加の比較としての別の試験で、ルネ (Rene') 150合金は2075° Fのマッハ (Mach) 1の空気流量で82時間後試片一面に付き40ミル損失した。

傑出した高温酸化抵抗性を有すると思われたひとつのニッケル基合金は表IIに表示したMA754合金である。このような合金は鑄造合金ではなくて鍛錬されているが、本発明の酸化抵抗性とさらに比較するために上の表に含めた。MA754の試片を2150° Fでマッハ (Mach) 1の流量の空気にさらすと、140時間後に試片一面当たり10ミルの損失が起こった。本発明の優れた高温酸化抵抗性は、本発明の合金の3000ポンド加熱で得られた試片に対して行なった試験で確認された。2150° Fでマッハ (Mach) 1の流量の空気は170時間さらした場合試片の金属損失は面当たり1.6ミルだけであり、同じ条件で176時間後には一面当たり金属の損失は2ミルだけであった。

酸化抵抗性で現わされる本発明の傑出した高温表面安定性を他の合金と比べた別の形態の比較の結果を添付の図にグラムで示す。この比較は、2150° Fでマッハ (Mach) 1のスピードで動く高速空気 (HVO) にさらした時間に対する試片の表面損失を示している。本明細書でいうマッハ (Mach) 1酸化試験片は直径が0.23"で長さが3.5"であった。24個の試片を丸い金属板の上に載せ、航空機のジェット燃料で加熱した炉内で試験した。これらの試験片は約24時間毎に検査した。図から分かるように本発明によって顕著な表面安定性をもった鑄造品が得られる。

上で述べたように、本発明の重要な特徴は、上で論じた傑出した表面安定性と共に、長手方向の応力破壊強度が改良され、かつ長手方向と横方向の応力破壊特性のバランスが改善されていることである。本発明の合金は、DS柱状粒子合金において、ルネ (Rene') 150合金の良好な応力破壊強度と、上の表IIに示したルネ (Rene') N5組成の単結晶物品の傑出した酸化抵抗性を示す。次の表IVに、いくつかの応力破壊特性を比較して示す。

表 IV

長手方向応力破壊データ

(被覆なし、直径0.160の棒)

温度 ° F	応力 ksi	合金/破壊寿命 (時間)		
		本 発 明 (D S)	RENE' 150 (D S)	RENE' N4 (a)
1800	40	40 - 70	40 - 70	60
1600	80	45 - 100	50 - 90	65

(a) 単結晶、拡散アルミ化合物被覆

本発明の合金の場合、下の表Vで見られるように、1800° F、公称32,000psi (32ksi) で横方向の応力破壊強度は約80~120時間の範囲であった。

本発明の評価の間にいくつかの熱処理を研究した。一連の熱処理試験において、表IIに公称組成を挙げた本発明に係る合金をDS鑄造して、1/4"厚×2"幅×4"長の柱状粒子厚板を作成し、この厚板を熱処理した後機械加工して標準の応力破壊試験片を作成した。以前の評価では、たとえばルネ (Rene') 150合金製の柱状粒子物品の場合、所望の特性を得るのには部分的な溶体化が必要であっただけであり、十分に溶体化 (90~95%) すると横方向の応力破壊特性がひどく低下した。しかしながら、所望の特性を得るのにほとんど完全な溶体化熱処理 (γ-γ' 共晶および粗大二次γ' の少なくとも90%の

溶体化と約4%までの初期融解) が必要であることが判明した。本発明の熱処理の好ましいひとつの形態には、ほとんど完全な溶体化のほかに、連続する追加の時効工程の組合せが含まれる。すなわち、延性と横方向の応力破壊特性を改良するための基本的な第一の時効と、γ'の特性をさらに最適化するために基本的な時効の温度より低い連続的な温度で行なう2つの追加の時効処理である。

下記表Vに、評価した別の一連の熱処理の概要と得られた応力破壊強度を示す。A、B、CおよびDと表示した熱処理は、熱処理工程を示しており、第一工程は2300~2335° Fの範囲の溶体化温度で2時間処理し、その後それぞれの組合せで熱処理した。これらの表示法は冶金業界で認められ広く使用されているものである。溶体化

工程と時効工程は非酸化性雰囲気、すなわち真空、アルゴンまたはヘリウム中で実施した。このような雰囲気中では時効工程間に行なった1200° F以下への冷却は必要がなかった。評価した熱処理のうちで、熱処理Dでは第

一時効温度から第二時効温度までの独特の比較的遅い冷却工程を採用したが、この場合に最も良好な特性の組合せが得られた。

表 V

熱処理A～Dに対する1/4'厚板の本発明合金の破壊試験
(特記しない限り急速冷却)

方向*	温度 (° F)	応力 (k s i)	寿命 (時間)	EL (%)	RA (%)
A — 2300 F / 2時間 + 1975 F / 4時間 + 1650 F / 4時間					
L	1600	65	319.1	21.5	37.0
L	1600	75	47.5	11.6	27.7
L	1800	35	73.4	16.6	39.4
L	1800	38.5	49.9	18.8	41.6
L	1800	40	38.3	22.3	38.8
L	2000	15	97.0	11.5	45.9
T	1600	65	49.9	1.8	1.3
T	1800	32	87.0	4.0	3.8
T	2000	10	85.5	1.4	0.6
B — 2335 F / 2時間 + 1975 F / 4時間 + 1650 F / 4時間					
L	1600	75	113.5	13.0	27.9
L	1800	40	45.9	22.9	51.3
L	2000	15	161.0	13.3	45.9
T	1600	65	50.4	3.5	3.8
T	1800	30	150.1	4.3	3.7
T	1800	32	4.6	1.6	1.3
			72.2	1.5	1.3

表 V (続 き)

C—2335F/2時間+2050F/4時間+1975F/4時間+1650F/4時間									
L	1600	75	121.4	14.5	28.4				
L	1800	40	56.9	21.0	46.2				
L	2000	15	293.4	21.4	63.0				
T	1600	65	2.0	0.8	0.0				
T	1800	32	107.2	2.7	2.5				
T	2000	10	72.3	2.0	0.6				
D—2335F/2時間+2050F/4時間+1975Fへの冷却1時間+1975F/4時間+1650F/4時間									
L	1600	80	99.2	13.1	25.3				
L	1800	40	81.9	12.0	22.8				
L	1800	30	81.7	16.5	42.5				
L	2000	17.5	376.2	21.4	52.2				
T	1600	65	67.6	15.8	32.0				
T	1800	30	27.2	0.6	1.2				
T	1800	32	129.4	2.3	2.5				
T	2000	10	117.3	2.4	6.7				
T	1800	30	189.1	3.4	5.6				
T	1800	32	75.1	2.4	2.5				
T	2000	10	100.4	2.8	1.2				
T	2000	10	159.1	4.0	3.1				
T	2000	10	22.6	2.5	1.9				

* L—長手方向、T—横方向

本発明の熱処理にほとんど完全な溶体化工程が含まれる。これは、ルネ (Rene') 150などのような表IIに挙げた合金から作成したDS物品の場合に普通使われている部分的な溶体化とは対照的である。ルネ (Rene') 150などの場合には完全な溶体化熱処理をするとその性質のいくつかが損われる。本発明においては、少なくとも約

90%の $\gamma-\gamma'$ 共晶および粗大二次 γ' の溶体化と約4%未満の初期融解とが重要である。 γ' 共晶および粗大二次 γ' の溶体化が増大すると応力破壊寿命が増大するからである。下記表VIに、本発明の合金に関して溶体化の量と応力破壊寿命を比較して示す。

表 VI

応力破壊寿命に対する溶体化の影響

未溶体化 (%)	1 8 0 0 ° F 応力破壊寿命
2 0	x
1 0 - 1 5	2 x
0 - 5	3 x

溶体化の後、たとえば約2025~2075° Fまでの冷却は少なくとも100° F/分の速度で行なうのが好ましい。上で援用した同時係属中の米国特許出願第790, 439号に記載されているように速い冷却速度の方が応力破壊強度などのような特性に有益な効果を示す。

本発明の熱処理は、さらに、溶体化の後の連続する時効工程の組合せを特徴としている。第一の基本的な時効は、約2025~2075° Fの温度範囲の非酸化性雰囲気中で、たとえば約1~10時間実施して物品の延性と応力破壊強度を改良する。第一の溶体化の後、たとえば約1950~2000° Fの範囲までの冷却は約75° F/分の速度で行ない、その後さらに冷却するのが好ましい。第一時効の温度より低い、たとえば約1950~2000° Fの範囲の温度で約4~12時間、通常は4~8時間実施する第二の時効工程により、 γ の成長が可能になり、延性が改善される。表Vのデータから分かるように、このユニークな連続加熱工程の組合せの結果、改良された機械的特性の構造が得られ、薄い壁を有する鋳造品の壁には悪影響を与えることなくその鋳造品の熱処理をすることが可能になる。

上記の時効工程の後、最終の時効工程は、普通、たとえば約1625~1675° Fの範囲で約2~10時間、通常は約4~8時間行なうのが有益である。

本発明による合金を用いたDS鋳造物品に関連して、本発明の熱処理により長手方向の応力破壊強度が最大にな

り、一方許容できる程度の横方向の強度と延性は保持される。これは、少なくとも部分的には、比較的高い温度での γ' の増大した溶体化による。約2025~2075° Fの範囲での基本的すなわち第一時効、その後の約1950~2000° Fの範囲の温度までの比較的遅い冷却（たとえば約1時間）、そしてさらに冷却することの結果、長手方向の応力破壊寿命がさらに改良されると共に横方向の応力破壊特性も改善された。

本発明に従って合金の選択、鋳造の実施条件、および熱処理を組合せた結果、ほとんど亀裂のない約0.035インチ未満の薄い壁を有する改良されたDS柱状粒子物品が得られる。放射状の中心線を有するガスタービンエンジンのタービンブレードの形態では粒界と一次樹枝状晶配向が直線で平行である。さらに、そのような物品では、そのようなブレードのエアfoilから発生するいかなる粒子も、そのエアfoilの前縁または後縁と15°以下の角度で交差し、他の粒界および一次樹枝状晶はすべて放射状中心線と15°以内であることが好ましいし、本発明によればそれが可能なのである。

上記のような評価の結果、本発明の物品と熱処理は特定の合金範囲で使用可能であることが分かった。特定の合金範囲は本発明の熱処理と組合せると特に独特である。下の表VIIにそのように有用で新規な特定の合金範囲を示す。

表 VII

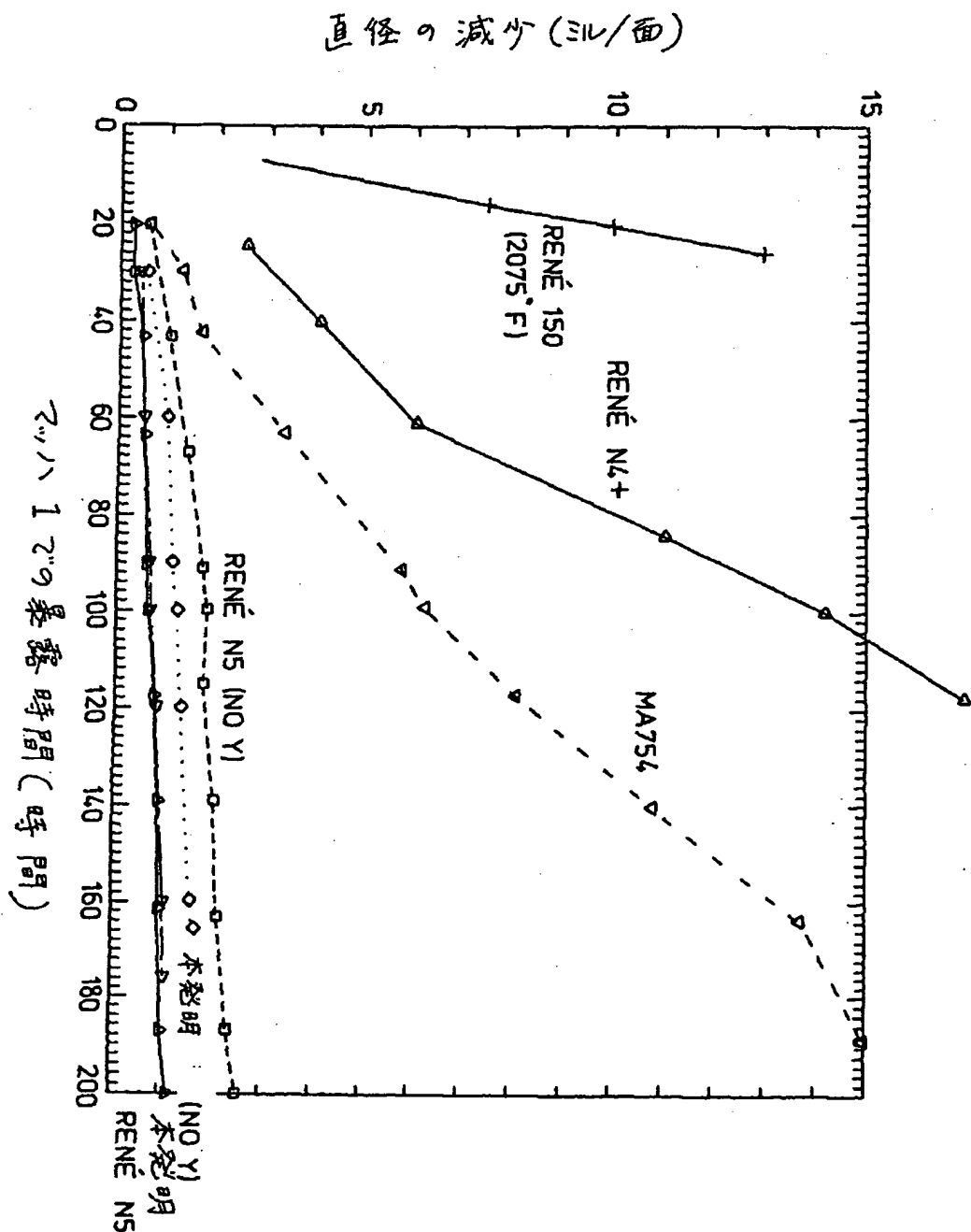
合金組成（重量％、残部はNiと不可避不純物）

元素	概略範囲	好適な範囲	特定の範囲
C	0.1-0.15	0.1-0.15	0.1-0.14
Hf	0.3-2	1-2	1.2-1.7
Co	11-14	11-13	11.7-12.3
Ta	5-9	6-7	6.2-6.5
V	1以下	1未満	0-0.1
Zr	0.05未満	0-0.03	0-0.03
Cr	5-10	6-7	6.6-7
Mo	0.5-3	1-2	1.3-1.7
W	4-7	4.5-5.5	4.7-5.1
Ti	1以下	1未満	0-0.02
Al	5-7	5.5-6.5	6-6.3
Re	1.5-4	2.5-3.5	2.6-3
B	0.05-0.03	0.01-0.02	0.01-0.02
Cb	0-1.5	0-0.5	0-0.1
Y	0-0.5	0-0.5	0-0.2

特定の実施例と具体例に関して本発明を説明して来たが、本発明が特許請求の範囲の範囲内に入るさまざまな他の形態と態様が可能であることは冶金業界の当業者には理解できるであろう。

【図面の簡単な説明】

添付の図は、本発明に関する合金と他の合金の酸化抵抗性を比較したグラフである。



フロントページの続き

(72)発明者 ケビン・スウェイン・オハラ
 アメリカ合衆国、マサチューセッツ州、
 ボックスフォード、ワイルドメドウ・ロ
 ード、9番

(56)参考文献 特開 昭54-58612 (J P, A)
 特開 昭61-223155 (J P, A)
 特開 昭61-223171 (J P, A)

(54) 【発明の名称】 ニッケル基超合金、ニッケル基超合金から成る物品、ニッケル基合金製鑄造物品の熱処理方法、柱状粒子ニッケル基超合金鑄造物品の製造方法及び柱状粒子ニッケル基超合金製ガスタービン・エンジンのタービン・ブレード鑄造部材の製造方法